

# EUROPEAN PATENT OFFICE

## Patent Abstracts of Japan

PUBLICATION NUMBER : 11006026  
PUBLICATION DATE : 12-01-99

APPLICATION DATE : 16-06-97  
APPLICATION NUMBER : 09158615

APPLICANT : HITACHI METALS LTD;

INVENTOR : TOYOSHIMA SHIGERU;

INT.CL. : C22C 37/04 C21D 5/00

TITLE : HIGH HARDNESS SPHEROIDAL GRAPHITE CAST IRON MEMBER EXCELLENT IN FATIGUE STRENGTH AND ITS PRODUCTION

ABSTRACT : PROBLEM TO BE SOLVED: To obtain the high hardness spheroidal graphite cast iron member, which has high pitting resistance, a reduced deforming rate before/after heat treatment, good machinability and excellent fatigue strength, by regulating a carbon equivalent and Cu to a specified value, essentially regulating a matrix structure around graphite to a martensitic phase and a grain size of graphite to a specified value.

SOLUTION: A stock material of the spheroidal graphite cast iron, which contains  $\leq 4.53$  wt.% carbon equivalent (C+1/3 Si) and  $\leq 0.25$  wt.% Cu, is heated at 850-900°C with holding for  $\geq 0.1$  hr, successively is held at 820-850°C for  $\leq 0.1$  hr to be austenitized. The cast iron is oil quenched and is tempered with holding at 200-350°C for  $\geq 0.25$  hr. A carbon solid solution quantity of a martensitic phase is regulated to  $\leq 0.8\%$  and a pearlite quantity of a stock is  $\leq 30\%$  by an area rate. An average grain size of the graphite is  $\leq 20\mu\text{m}$ . The fatigue strength is  $\geq 400$  N/mm<sup>2</sup> and the hardness is  $\geq 50$  HRC.

COPYRIGHT: (C)1999,JPO



(19) 日本国特許庁 (J P)

(12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号

特開平11-6026

(43) 公開日 平成11年(1999) 1月12日

(51) Int.Cl.<sup>8</sup>

識別記号

F I

C 2 2 C 37/04

C 2 2 C 37/04

C

C 2 1 D 5/00

C 2 1 D 5/00

T

審査請求 未請求 請求項の数 5 O L (全 14 頁)

(21) 出願番号 特願平9-158615

(22) 出願日 平成9年(1997) 6月16日

(71) 出願人 000005083

日立金属株式会社

東京都千代田区丸の内2丁目1番2号

(72) 発明者 古城 勝彦

栃木県真岡市鬼怒ヶ丘11番地 日立金属株式会社素材研究所内

(72) 発明者 豊島 繁

栃木県真岡市鬼怒ヶ丘11番地 日立金属株式会社素材研究所内

(74) 代理人 弁理士 開口 宗昭

(54) 【発明の名称】 疲労強度に優れる高硬度球状黒鉛鋳鉄部材及びその製造方法

(57) 【要約】

【課題】 本発明の課題は、より耐ビッチング性が高く、熱処理前後の変形率が少なく、且つ、被削性が良いために低コストで製造できる、疲労強度に優れる高硬度球状黒鉛鋳鉄部材及びその製造方法を提供することである。

【解決手段】 重量%で炭素当量 (CE値=C+1/3 (Si)) : 4.53%以下及びCu : 0.25%以下であり、黒鉛周囲の基底組織が実質的にマルテンサイト相であり、黒鉛の平均粒径が20μm以下である球状黒鉛鋳鉄素材とする。

## 【特許請求の範囲】

【請求項1】 重量％で炭素当量（CE値＝ $C+1/3(Si)$ ）：4.53％以下及びCu：0.25％以下であり、黒鉛周囲の基組織が実質的にマルテンサイト相であり、黒鉛の平均粒径が20 $\mu m$ 以下であることを特徴とする疲労強度に優れる高硬度球状黒鉛鋳鉄部材。

【請求項2】 前記マルテンサイト相の炭素固溶量が0.8％以下であることを特徴とする請求項1記載の疲労強度に優れる高硬度球状黒鉛鋳鉄部材。

【請求項3】 疲労強度が400N/mm<sup>2</sup>以上であり、且つ、硬度がHRC50以上を有することを特徴とする請求項1又は請求項2に記載の疲労強度に優れる高硬度球状黒鉛鋳鉄部材。

【請求項4】 重量％で炭素当量（CE値＝ $C+1/3(Si)$ ）：4.53％以下及びCu：0.25％以下を含有する球状黒鉛鋳鉄組成の素材を、（1）850℃～900℃の温度に加熱して0.1時間以上保持し、続いて820℃～850℃未満の温度で0.1時間以上保持するオーステナイト化工程と、（2）続いて油焼入れする工程と、（3）更に続いて200～350℃の温度で0.25時間以上保持する焼き戻し工程とを含む熱処理を施すことを特徴とする疲労強度に優れる高硬度球状黒鉛鋳鉄部材の製造方法。

【請求項5】 前記球状黒鉛鋳鉄の素材のパーライト量を面積率で30％以下とすることを特徴とする請求項4に記載の疲労強度に優れる高硬度球状黒鉛鋳鉄部材の製造方法。

## 【発明の詳細な説明】

## 【0001】

【発明の属する技術分野】本発明は、疲労強度に優れる高硬度球状黒鉛鋳鉄部材及びその製造方法に関し、より詳しくは、熱処理前の素材を被削性の良い球状黒鉛鋳鉄とし、且つ、素材を熱処理した後の変形率を少なくしてニヤネットに成形して低コストに製造できる疲労強度に優れる高硬度球状黒鉛鋳鉄部材及びその製造方法に関するものである。

## 【0002】

【従来の技術】球状黒鉛鋳鉄は、鋳鉄溶湯に例えばマグネシウムなどの球状化処理剤を添加することにより、片状に析出する黒鉛を球状化して強度と靱性を向上させた材料として知られている。近年、この球状黒鉛鋳鉄の強靱性を更に向上すべく行われている、基組織の改良に関する様々な研究がなされている。基組織の改良による球状黒鉛鋳鉄の強靱性向上技術の中でも、有効な手段の一つとしてオーステンバ球状黒鉛鋳鉄が提案されている。

【0003】前記オーステンバ球状黒鉛鋳鉄による改良技術においても、種々の提案がなされている。例えば特開昭61-291919号公報、特開昭63-166928号公報などとしてその技術が開示されている。熱処

理温度を変えることにより作成したオーステンバ球状黒鉛鋳鉄は高強度となり、従来は鍛造法でしか製造し得なかったクランクシャフトや歯車などの高強度を求められる部材にも適用が可能となる。また、鋼の代わりに用いることで、軽量化及び高強度化を図ることができる。さらに、オーステンバ球状黒鉛鋳鉄は、特許第2602907号公報に開示のシブ材料のように、耐摩耗性を必要とする部材まで幅広く使用されている。

【0004】鋳造法によれば、複雑な形状を持つ部材であってもほとんどニヤネットに成形できる。そこで、従来、主に鍛造法で製造していた接触部材の代わりに、前記鋳造法により製造した鋳鉄部材を用いることが考えられる。例えば前記高硬度化したオーステンバ球状黒鉛鋳鉄部材と、このオーステンバ球状黒鉛鋳鉄部材よりも更に硬度が高い部材とで構成された、接触させつ力を伝達する部品に適用することができる。接触させつ力を伝達する部品の例としては、オーステンバ球状黒鉛鋳鉄部材に玉軸受が転動して力を伝達するもの等が挙げられる。

## 【0005】

【発明が解決しようとする課題】しかし、オーステンバ球状黒鉛鋳鉄の硬度は最高でHRC47～48程度であるため、前記接触させつ力を伝達する部品に適用した場合、高硬度の相手部品によって押し潰され変形するおそれがある。

【0006】また、前記接触させつ力を伝達する部品を長期間使用すると、オーステンバ球状黒鉛鋳鉄部材の表面がより高硬度の玉軸受との転動疲労により剥離するという、所謂ピッチング現象が生じることがある。

【0007】更に、オーステンバ球状黒鉛鋳鉄は、オーステナイト化処理前の素材が重量％でCu：0.25～0.75％を含有するパーライト系であるために、Cuを積極的に含有させないフェライト系に比較して被削性が悪い。

【0008】本発明者らは既に、特開平08-120332号公報記載の、低炭素化したマルテンサイト相基組織の球状黒鉛鋳鉄の製造方法を提案している。すなわち、重量％でMn：0.3％以上及びCu：0.5％以上含有する球状黒鉛鋳鉄素材を、オーステナイト化温度以上に昇温した後に、オーステナイト化温度以下でパーライト化温度以上の温度に所定時間保ち、その後焼入れを行い、更に必要に応じて400～600℃の温度で焼き戻しを行うことで、マルテンサイト相の炭素濃度を0.8重量％以下と低炭素化して強靱化し、且つ、耐力比を向上する技術である。

【0009】しかしながら、前記特開平08-120332号公報に記載の技術により製造された球状黒鉛鋳鉄を、高強度で耐摩耗性を要求される部材に適用するには、更に耐ピッチング性を向上する必要がある。また、熱処理前後の変形率を少なくし、且つ、被削性を良

くして低コストで製造できるようにする技術的向上の余地がある。

【0010】本発明が解決しようとする課題は、より耐ビッティング性が高く、熱処理前後の変形率が少なく、且つ、被削性が良いために低コストで製造できる、疲労強度に優れる高硬度球状黒鉛鋳鉄部材及びその製造方法を提供することである。

【0011】

【課題を解決するための手段】前記課題を解決するため、本発明者らは前記特開平08-120332号公報に開示した技術を更に発展させて、耐ビッティング性を向上でき、疲労強度に優れるとともに高硬度で、且つ、低コストで製造するための球状黒鉛鋳鉄部材及びその製造方法について鋭意研究した。球状黒鉛鋳鉄素材の炭素当量(CE値= $C+1/3(Si)$ )、以下、単に「CE」という)を適切な範囲にし、またCuを少なくし、更に黒鉛の微細化によりその平均粒径を小さくして、この球状黒鉛鋳鉄素材に2段のオーステナイト化処理を施し、その後焼入れ及び焼き戻しを行う特殊熱処理を施すことで、黒鉛周囲の基地をマルテンサイト相とした。その結果得られた球状黒鉛鋳鉄素材は、マルテンサイト相の脆性が緩和され、疲労強度 $400\text{N/mm}^2$ 以上で、且つ、硬度がHRC50以上を有し、熱処理前後の変形率が少なく、素材の被削性も向上できると判明し、本発明に想到した。この球状黒鉛鋳鉄素材は、球状黒鉛鋳鉄素材よりも更に硬度が高い軸受鋼等の素材と接触させつつ力を伝達する部品に適用した場合に耐ビッティング性を向上できる。

【0012】すなわち、第1発明の疲労強度に優れる高硬度球状黒鉛鋳鉄部材は、重量%で炭素当量(CE値= $C+1/3(Si)$ ):4.53%以下及びCu:0.25%以下であり、黒鉛周囲の基地組織が実質的にマルテンサイト相であり、黒鉛の平均粒径が $20\mu\text{m}$ 以下からなることを特徴とする。

【0013】また、前記マルテンサイト相の炭素固溶量が0.8%以下であることを特徴とする。

【0014】更に、疲労強度が $400\text{N/mm}^2$ 以上であり、且つ、硬度がHRC50以上を有することを特徴とする。

【0015】次に、第2発明の疲労強度に優れる高硬度球状黒鉛鋳鉄部材の製造方法は、重量%で炭素当量(CE値= $C+1/3(Si)$ ):4.53%以下及びCu:0.25%以下を含有する球状黒鉛鋳鉄組成の素材を、(1)850℃～900℃の温度に加熱して0.1時間以上保持し、続いて820℃～850℃未満の温度で0.1時間以上保持するオーステナイト化工程と、(2)続いて油焼入れする工程と、(3)更に続いて200～350℃の温度で0.25時間以上保持する焼き戻し工程とを含む熱処理を施すことを特徴とする。

【0016】また、前記球状黒鉛鋳鉄の素材のパーライ

ト量を面積率で30%以下とすることを特徴とする。

【0017】以下、第1発明の限定理由について説明する。

(A)CE:4.53%以下

2段オーステナイト化処理を行い、その後に焼入れ及び焼き戻しを施してマルテンサイト相とした球状黒鉛鋳鉄部材は、CE:4.53%を超えると疲労強度が低下する。しかし、CE:4.53%以下では疲労強度 $400\text{N/mm}^2$ 以上とすることができる。従ってCE:4.53%以下とする。

【0018】(B)Cu:0.25%以下

球状黒鉛鋳鉄素材に熱処理を施してマルテンサイト相で使用する部材は、熱処理前後の変形率が小さい方が良く、その変形率の限界は0.2%である。Cu:約0.5%以下の範囲ではCu含有量が多くなるに従い、熱処理前後の変形率が大きくなる。これはCu含有量が増えることによって球状黒鉛鋳鉄素材中の不安定なパーライト量が増加し、オーステナイト化過程での加熱中にパーライトがフェライトへ変態して膨張が加わるためである。このCu:約0.5%以下の範囲の球状黒鉛鋳鉄素材において、熱処理前後の変形率をその限界である0.2%以下にするCu含有量は0.3%以下である。一方、Cuを1.0%以上含有すると、パーライトは極めて安定となり、加熱中にフェライト変態が生じないので変形率は小さくなる。しかしながら、被削性が悪くなるため切削時間が増加し、製造コストを上昇させる。

【0019】また、高硬度とした後に求められる更に他の性質は、引張強さ及び伸びである。引張強さ及び伸びについても、Cu添加量に依存する傾向が強く、Cu添加量を低く抑えることが必要である。熱処理後の引張強さ及び伸びを確保するにはCu:0.25%以下が適しており、この場合には組織中にパーライトがほとんど存在しなくなる。以上を総合して、Cu含有量は0.25%以下とする。

【0020】(C)黒鉛周囲の基地組織が実質的にマルテンサイト相で黒鉛の平均粒径が $20\mu\text{m}$ 以下  
疲労強度は黒鉛粒径に依存し、黒鉛粒径が小さいほど疲労強度は向上する。前記のようにCE値:4.53%以下、Cu:0.25%以下のとき、黒鉛周囲の基地組織が実質的にマルテンサイト相であり、且つ、黒鉛の平均粒径が $20\mu\text{m}$ 以下であれば、疲労強度が $400\text{N/mm}^2$ 以上、硬度がHRC50以上の球状黒鉛鋳鉄とすることができる。

【0021】(D)疲労強度が $400\text{N/mm}^2$ 以上、硬度がHRC50以上

疲労強度が $400\text{N/mm}^2$ 以上、硬度がHRC50以上であれば、より高硬度の相手部品と接触した場合にも、押し潰されて変形するおそれが少なくなる。また、接触して力を伝達する部品として長期間使用しても、球状黒鉛鋳鉄部材の表面が相手部品との転動疲労により剥

離する、所謂ビッチング現象が生じることが少ない。  
【0022】(E) マルテンサイト相の炭素固溶量が0.8%以下

マルテンサイト相の炭素固溶量が0.8%以下であれば、疲労強度に優れた球状黒鉛鋳鉄部材とすることができ、球状黒鉛鋳鉄部材への焼入れ処理やオーステナイト化処理など通常の熱処理は、通常875～900℃の温度で施される。しかし、この温度では得られるマルテンサイト相の炭素固溶量が0.9～1.0%と高くなり、炭素固溶量の増加が原因となり変形率も0.2%を超える。前記の通り変形率が大きいと、素材を熱処理した後に加工を施す必要が生じるので、マルテンサイト相の炭素固溶量を小さくして、固溶炭素が原因となる変形率を小さくすることが良い。従って、マルテンサイト相の炭素固溶量を0.8%以下とする。

【0023】次に第2発明の限定理由を説明する。

(F) 2段オーステナイト化処理：850℃～900℃の温度に加熱して0.1時間以上保持（1段目）し、続いて820℃～850℃未満の温度で0.1時間以上保持するオーステナイト化（2段目）工程

2段オーステナイト化処理は、この2段オーステナイト化処理工程に引き続き行われる焼入れ及び焼き戻し処理により、マルテンサイト相の炭素濃度を0.8重量%以下と低炭素化して、マルテンサイト相の脆性を緩和して引張強さ及び伸びを確保する。従来の約875～900℃での1段のみのオーステナイト化処理では、得られるマルテンサイト相の固溶炭素量は0.9～1.0%と高くなり、変形率も0.2%を超える。このように変形率が大きいと、接触部材等の接触運動する部材として適さない。焼入れ処理による変形を小さくするには、球状黒鉛鋳鉄が高硬度化するために十分高い焼入れ温度を確保しつつ、できるだけ固溶炭素量を小さくすることが望ましい。球状黒鉛鋳鉄中の炭素濃度は、処理温度により変化する。球状黒鉛鋳鉄の2段オーステナイト化処理を行う際には、処理温度の決定が非常に重要である。このため1段目は温度850～900℃とする。また、1段目の保持する時間は、0.1時間以上とする。0.1時間未満であると完全なオーステナイト化が困難であり、球状黒鉛鋳鉄の高硬度化を図ることができない。

【0024】次に、2段目のオーステナイト化は、850℃以上では固溶炭素量を十分に減少させることができない。一方、温度が820℃未満であるとフェライト変態が始まり変形率が大きくなる。従って、2段目のオーステナイト化処理は、このフェライト変態開始温度以上

である820℃以上から850℃未満の温度範囲で、0.1時間以上行う。

【0025】(G) 油焼入れ工程

2段オーステナイト化処理に続いて油焼入れ処理を行うことにより、オーステナイト相からマルテンサイト相となるため、より高硬度の球状黒鉛鋳鉄が得られる。この場合、ある程度以上冷却速度を早く行う必要があるため、5℃/min以上で行う。

【0026】(H) 焼き戻し工程：150～350℃の温度で0.25時間以上保持

焼入れたままでは脆性があるため実用に適さない。そのため、焼き戻し工程により脆性を緩和し、引張強さ及び伸びを確保する必要がある。焼き戻し温度が150℃未満では、疲労強度が400N/mm<sup>2</sup>以上、硬度がHRC50以上となるものの、引張強さ、伸び及び衝撃値が低下する。一方、焼き戻し温度が350℃を超えると、疲労強度が低下し、硬度がHRC50未満となり、また引張強さも低下する。これらを総合して、焼き戻しは、温度150～350℃で0.25時間以上保持して行う。

【0027】(I) パーライト含有量：30%以下  
Cu含有量が0.25%以下の場合、球状黒鉛鋳鉄素材のパーライト含有量が30%以下となる。良好な引張強さ及び伸びを得るためには、Cu添加量を低く抑え、パーライト含有量が30%以下とするのが好ましい。また、Mnについてもパーライト形成元素であるため、Mn：0.3%以下とするのが好ましい。

【0028】

【発明の実施の形態】

(実施の形態1) 以下、発明の一実施の形態を詳細に説明する。本発明における球状黒鉛鋳鉄素材は以下のようにして作成した。100kg高周波溶解炉で溶解、成分調整後、Ca、REM入り6%Mg系球状化処理剤（大阪特殊合金製0GR-C-5H）をサンドイッチ法で1.0%添加して1480℃で球状化処理を行い、取鍋に出湯した。取鍋に受湯中に一次接種としてCa-Si（0.2%Si当量）を添加し、次に二次接種としてFe-Si（カルバロイ、0.2%Si当量）を取鍋中に添加し攪拌した。表1に示す組成でC及びCuを変化させて溶製し、1インチYブロック形状を持つ砂型に1380～1400℃で注湯した。凝固後、Yブロックから各種の試験片を作製した。

【0029】

【表1】

	C	Si	Mn	Ni	Cr	Cu	Mg
実施例1	3.60 ~ 3.75	2.25 ~ 2.40	0.20 ~ 0.30	<0.03	<0.03	0.04	0.030 ~ 0.040
比較例1						0.5	
比較例2						1.0	

【0030】次に各試験片に2段オーステナイト化処理等の熱処理を以下の条件で施した。まず、表1の実施例1、比較例1及び比較例2の球状黒鉛鋳鉄素材を5℃/minで昇温し、875℃で0.5時間保持する1段目オーステナイト化処理を施した。次に冷却速度5℃/minで、実施例1は825℃まで、比較例1及び比較例2は800℃まで冷却して、それぞれ0.5時間保持する2段目オーステナイト化処理を施した。実施例1は、Cu量が少なくパーライト相がほとんど存在しないので、2段目のオーステナイト保持温度を比較例1及び比較例2と同じく800℃とすると、フェライト変態が始まるため825℃とした。次に、実施例1、比較例1及び比較例2ともに油焼入れを施し、更に200~700℃で温度範囲を変えて1時間の焼き戻しを施した。各試験片の疲労強度、硬度、変形率、被削性、引張強さ、伸び及び衝撃値について調べた結果を以下に説明する。

#### 【0031】(1) CE値と疲労強度

試験片は、直径10mmのものは平行部を8mm、20mm及び30mmのものは平行部を10mmとして作製した。直径10mmの試験片は小野式回転曲げ疲労試験機により、直径20mm及び30mmの試験片はクラウゼ式回転曲げ疲労試験機により疲労試験を行った。図8には直径10mm、20mm及び30mmの試験片におけるCE値と疲労強度の結果を示す。図8から、直径10mm、20mm及び30mmのいずれの試験片においても、CE値が増加すると疲労強度が低下している。このうち直径10mmの試験片では、CE値：4.53%以下では疲労強度の低下は見られない。しかし、試験片の直径が大きくなるに従い、疲労強度が低下している。これらの結果から、CE値：4.53%以下で疲労強度が400N/mm<sup>2</sup>以上となる。

#### 【0032】(2) 基体組織と疲労強度

図4には基体組織がマルテンサイト相、マルテンサイト混相及びフェライト相におけるそれぞれの疲労強度の結果を示す。また、図4の各試料の金属組織顕微鏡写真を図5乃至図7に示す。図5にはマルテンサイト相、図6にはマルテンサイト混相(マルテンサイト+フェライト)、図7には一部パーライトを含むフェライト相のものをそれぞれ示す。図5乃至図7においては、それぞれの(a)については100倍、(b)については400倍に拡大したものである。さらに、図9にはマルテンサ

イト相、パーライト相及びフェライト相におけるそれぞれのCE値と疲労強度の結果を示す。図4及び図9の結果から、マルテンサイト相はパーライト相及びフェライト相に比較して高い疲労強度が得られ、CE値：4.53%以下で疲労強度400N/mm<sup>2</sup>以上となる。

#### 【0033】(3) 黒鉛の平均粒径と疲労強度

図10には鋳造する丸棒径を変えることにより黒鉛の平均粒径を変化させたときのそれぞれの黒鉛の平均粒径と疲労強度の関係を示す。CE値はいずれも4.53%以下としている。マルテンサイト、パーライト及びフェライトのいずれの基体組織の場合でも、疲労強度は黒鉛粒径に依存する。この依存度は強度の高いものほど大きく、前記図9で示した最も強度の高いマルテンサイト相で、疲労強度400N/mm<sup>2</sup>以上となる黒鉛の平均粒径は20μm以下である。

#### 【0034】(4) 変形率

Cu：0.5%含有する球状黒鉛鋳鉄素材を用い、オーステナイト化の温度を変化させてマルテンサイト変態させたときの変形率と炭素固溶量の関係を調査した。その結果、オーステナイト化温度が高くなると固溶炭素量は増加し、マルテンサイト変態による変形率も増加し0.2%を超える。また、特にオーステナイト化の温度が850℃以上ではその増加が顕著になるため、850℃以下が好ましい。

#### 【0035】(5) 被削性

被削性は、2段オーステナイト化処理する前の球状黒鉛鋳鉄素材を評価した。被削性を評価する試験片は、外径150mm×内径110mm×長さ300mmの円筒体を鋳造して錆を除去して作製した。旋盤に円筒体の試験片を取り付け、鋳鉄切削用TiNコート超硬合金(SNMA120408)の旋削工具(バイト)を使用し、切削速度180m/min、送り0.2mm/rev、切り込み2mmで乾式旋削した。この旋削工具(バイト)の最大逃げ面摩耗量が0.3mmに達する切削時間を評価した。図11に各試料の被削性を評価した結果を示す。図11から、Cuを殆ど含有しない実施例1(Cu：0.04%)の球状黒鉛鋳鉄素材は、旋削工具(バイト)の最大逃げ面摩耗量が0.3mmに達する切削時間が約77分である。一方、比較例1のCu：0.5%含有の試験片では約11分、比較例2のCu：1.0%含有の試験片では約7分である。この結果は、実施例1

は比較例1及び比較例2の素材に対して、被削性がおよそ7倍および11倍優れていると言える。

#### 【0036】(6) 焼き戻し温度

以下に焼き戻し温度と各特性との関係を求めた結果を示す。なお、各焼き戻し時間は全て1時間として行った。図12には焼き戻し温度と疲労強度の結果を示す。この結果から、疲労強度 $400\text{N/mm}^2$ 以上となる焼き戻し温度はおよそ $150\sim 600^\circ\text{C}$ の広範囲である。また、図13には焼き戻し温度と硬度の結果を示す。この結果から、硬度HRC50以上となる焼き戻し温度は $350^\circ\text{C}$ 以下である。更に、図14には焼き戻し温度と引張強さの結果を示す。この結果から、引張強さに優れる焼き戻し温度は $200\sim 400^\circ\text{C}$ の範囲である。更に、図15には焼き戻し温度と伸びの結果を示す。この結果から、焼き戻し温度が高くなるに従い、伸びは向上している。更に、図16には焼き戻し温度と衝撃値の結果を示す。この結果から、焼き戻し温度が高くなるに従い衝撃値は向上している。

【0037】以上を総合すると、疲労強度が $400\text{N/mm}^2$ 以上、硬度がHRC50以上有し、且つ引張強さや伸び及び衝撃値を考慮すると、焼き戻しは $200\sim 350^\circ\text{C}$ の温度時間で行うことが良い。

【0038】(実施の形態2) 前記実施例1と同じ組成の素材に対し、2段オーステナイト化を施した実施例2と、通常の1段オーステナイト化処理を施した比較例3の結果をまとめて、表2に示す。実施例2は図3に示す熱処理線図の通り、 $875^\circ\text{C}$ で0.5時間保持する1段目のオーステナイト化とその後 $825^\circ\text{C}$ で0.5時間保持する2段目のオーステナイト化を行って油焼入れした後、 $280^\circ\text{C}$ で0.5時間焼き戻しを行った。一方、比較例3は、 $875^\circ\text{C}$ で1時間のオーステナイト化を行い、その後油焼入れし、 $280^\circ\text{C}$ で0.5時間焼き戻しを行った。表2には各試料の特性を求めた結果を示す。

#### 【0039】

【表2】

	疲労強度 $\text{N/mm}^2$	硬度 HRC	引張強さ $\text{N/mm}^2$	伸び %	衝撃値 $\text{J/cm}^2$
実施例2	510	52	1750	0.9	6.5
比較例3	490	53	1040	0.1	4.0

【0040】図1及び図2は、それぞれ実施例2及び比較例3の金属組織顕微鏡写真を示す。各々の(a)については400倍、(b)については5000倍に拡大したものである。図1及び図2からわかるように、実施例2及び比較例3とも、ミッドリブを有するレンズ状マルテンサイト相である。しかし、2段オーステナイト化処理した実施例2は、1段オーステナイト化処理した比較例3に比べマルテンサイト組織が微細である。表2から、実施例2は、引張強度が $1750\text{N/mm}^2$ であり、伸びが0.9%、衝撃値が $6.5\text{J/cm}^2$ であり、比較例3に比べて引張強度、伸び及び衝撃値とも大きい。

#### 【0041】

【発明の効果】本発明は以上説明したように構成されているので以下に記載するような優れた効果を奏する。第1発明は、CE:4.53%以下、Cu:0.25%以下、黒鉛周囲の基底組織が実質的にマルテンサイト相で、黒鉛の平均粒径が $20\mu\text{m}$ 以下とし、好ましくはマルテンサイト相の炭素固溶量を0.8%以下として、疲労強度が $400\text{N/mm}^2$ 以上、硬度がHRC50以上有する。このようにして得られた高硬度球状黒鉛鋳鉄部材は、耐ピッチング性が高いため、この球状黒鉛鋳鉄部材よりも更に硬度が高い部材と接触しつづ力を伝達する部材に用い多場合にもピッチング現象が生じにく

い。また、熱処理前後の変形率が少なく、且つ、被削性も良いので、低コストに製造することが可能である。

#### 【0042】また、第1発明は、第2発明の、CE:

4.53%以下、Cu:0.25%以下を含む球状黒鉛鋳鉄組成で、好ましくはパーライト量が面積率で30%以下の素材を、(1) $850^\circ\text{C}\sim 900^\circ\text{C}$ の温度に加熱して0.1時間以上保持し、続いて $820^\circ\text{C}\sim 850^\circ\text{C}$ 未満の温度で0.1時間以上保持するオーステナイト化工程、(2)続いて油焼入れ工程、(4)更に $200\sim 350^\circ\text{C}$ の温度で0.25時間以上保持する焼き戻し工程、を含む熱処理を施すことで達成が可能である。

#### 【図面の簡単な説明】

【図1】実施例2の金属組織顕微鏡写真であり、(a)は400倍、(b)は5000倍を示す。

【図2】比較例3の金属組織顕微鏡写真であり、(a)は400倍、(b)は5000倍を示す。

【図3】実施例2の2段オーステナイト化処理の熱処理線図である。

【図4】基底組織がマルテンサイト相、マルテンサイト混相及びフェライト相におけるそれぞれの疲労強度結果を示す図である。

【図5】基底組織がマルテンサイト相の金属組織顕微鏡写真を示す図であり、(a)は100倍、(b)は400倍である。



【図6】基地組織がマルテンサイト混相（マルテンサイト+フェライト）の金属組織顕微鏡写真を示す図であり、(a)は100倍、(b)は400倍である。

【図7】基地組織が一部パーライトを含むフェライト相の金属組織顕微鏡写真を示し、(a)は100倍、(b)は400倍である。

【図8】直径10mm、20mm及び30mmの試験片におけるCE値と疲労強度の結果を示す図である。

【図9】マルテンサイト相、パーライト相及びフェライト相におけるそれぞれのCE値と疲労強度の結果を示す図である。

【図10】鋳造する丸棒径を変えることにより黒鉛の平

均粒径を変化させたときのそれぞれの黒鉛の平均粒径と疲労強度の関係を示す図である。

【図11】被削性を評価した結果を示す図である。

【図12】焼き戻し温度と疲労強度の結果を示す図である。

【図13】焼き戻し温度と硬度の結果を示す図である。

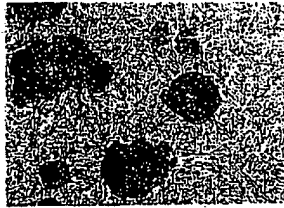
【図14】焼き戻し温度と引張強さの結果を示す図である。

【図15】焼き戻し温度と伸びの結果を示す図である。

【図16】焼き戻し温度と衝撃値の結果を示す図である。

【図1】

(a)

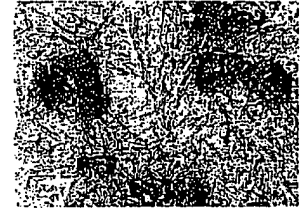


(b)



【図2】

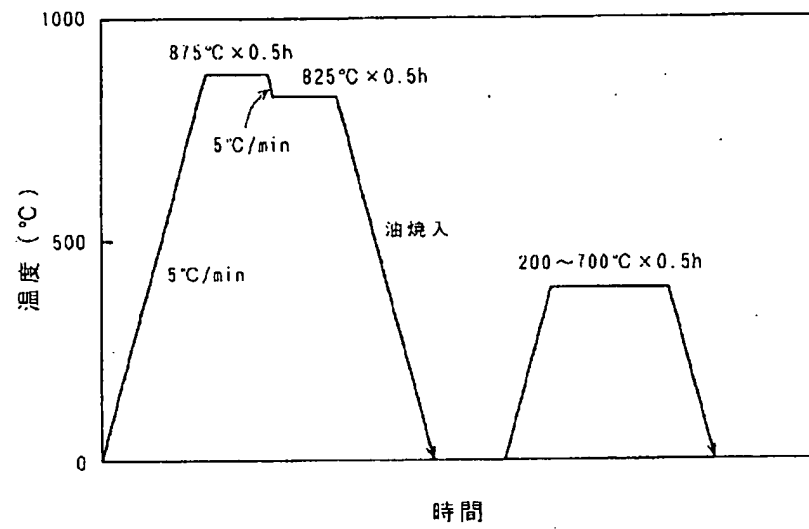
(a)



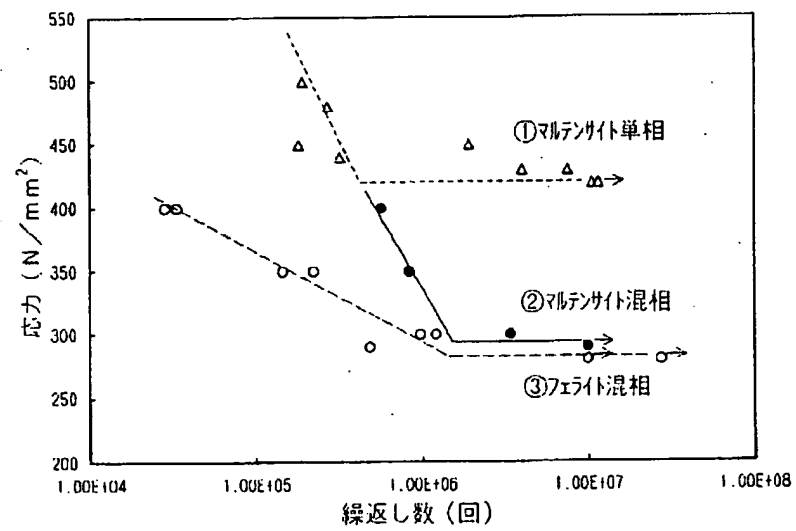
(b)



【図3】

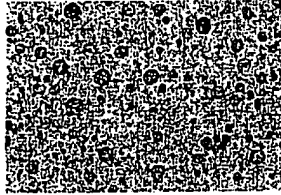


【図4】



【図5】

(a)



(b)



【図6】

(a)



(b)



【図7】

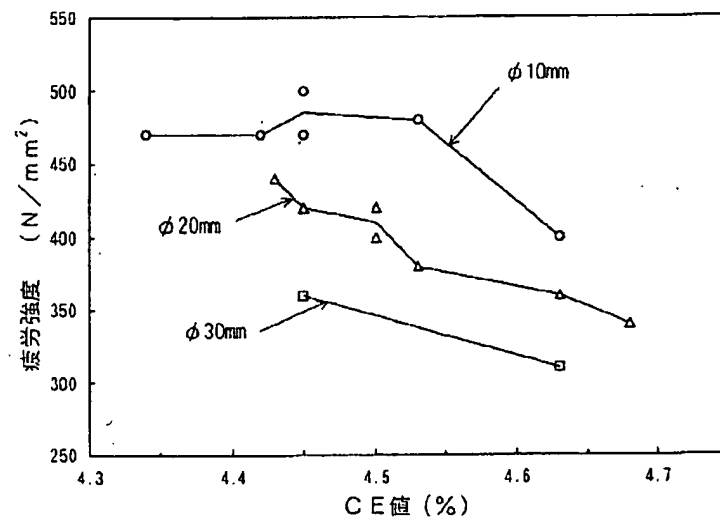
(a)



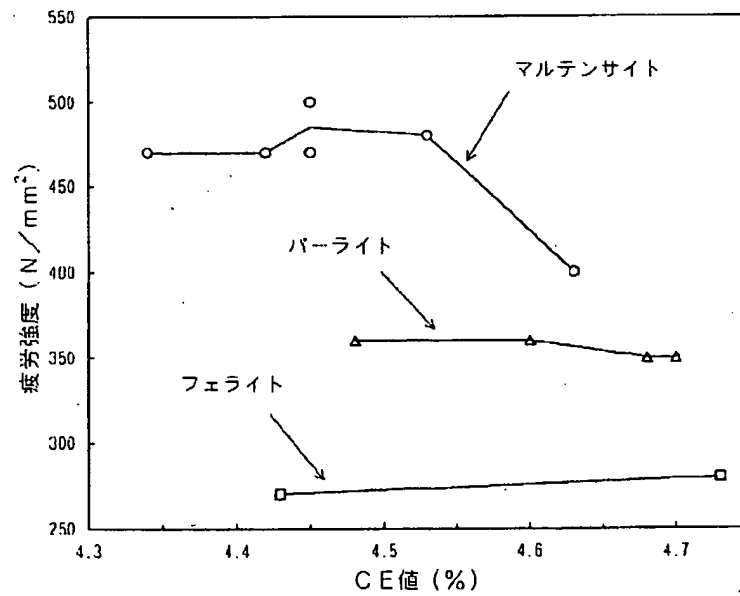
(b)



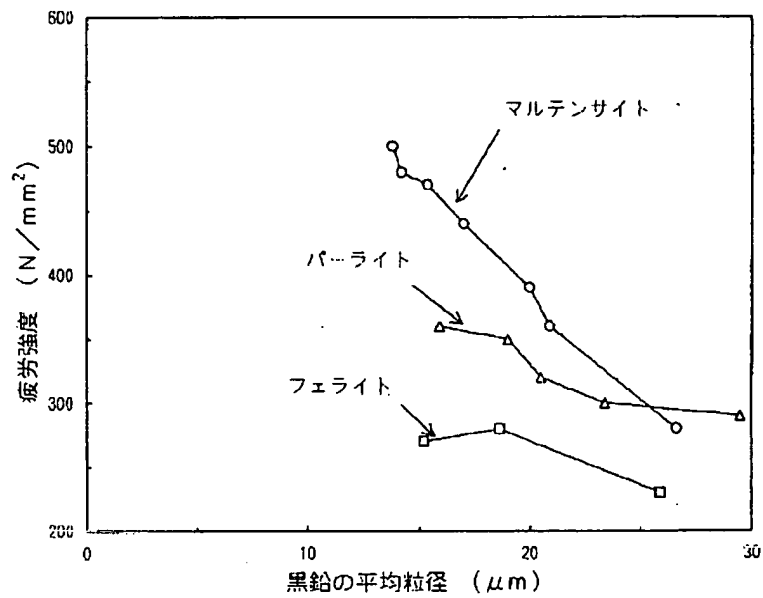
【図8】



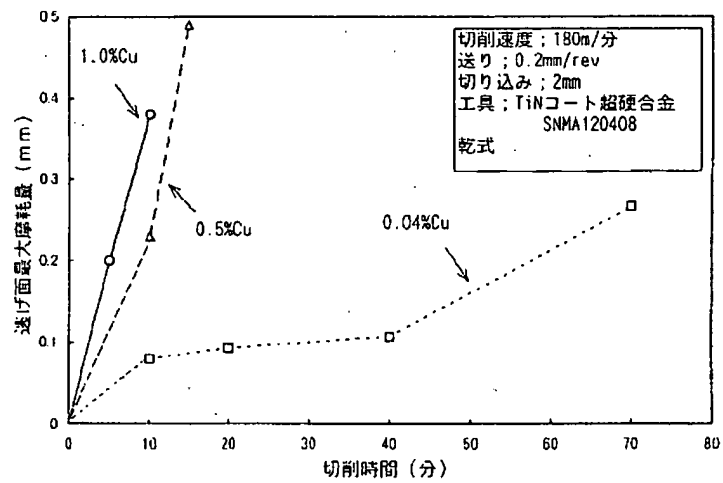
【図9】



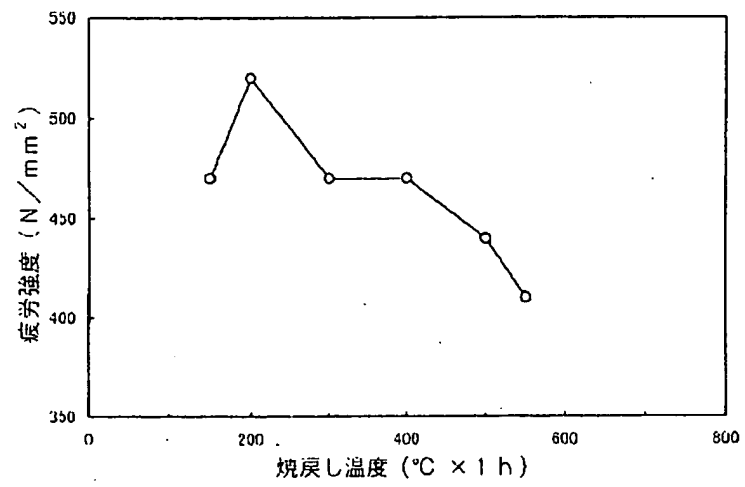
【図10】



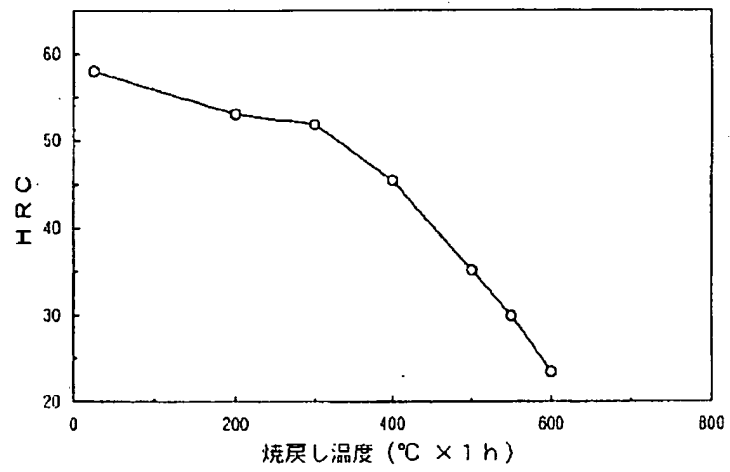
【図11】



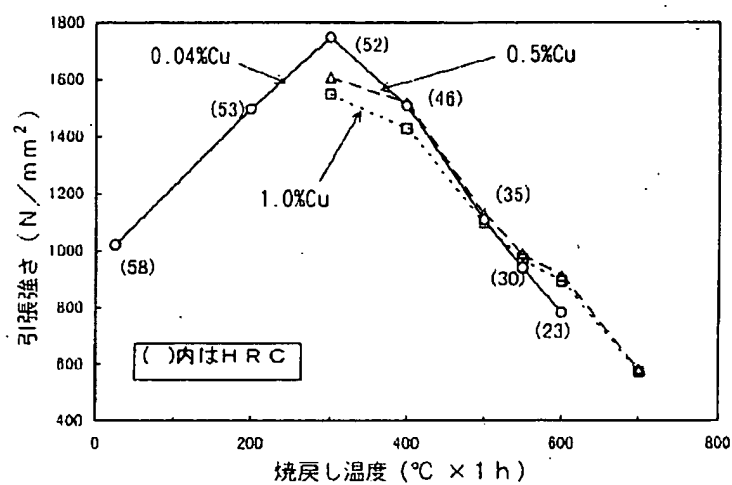
【図12】



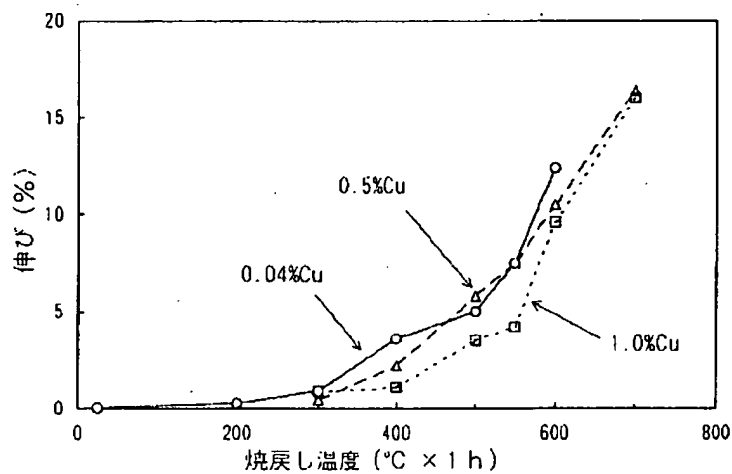
【図13】



【図14】



【図15】



【図16】

